

©1995 г.

## ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ ПЛЕНОК SiC НА ОСНОВЕ ПОДЛОЖЕК AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

А.Н.Кузнецов, А.А.Лебедев, М.Г.Растегаева, Н.А.Розачев,  
Е.И.Теруков, М.П.Шеглов

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН,  
194021, Санкт-Петербург, Россия  
(Получена 17 октября 1994 г. Принята 8 ноября 1994 г.)

На основе подложек AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом реактивного магнетронного распыления получены слои SiC. Показано, что удельное сопротивление слоев меняется на 7 порядков в зависимости от температуры роста (либо последующего отжига), что говорит о возможности существования фазового перехода аморфный-поликристаллический SiC.

### Введение

Быстрое развитие в последние годы технологии карбида кремния позволило вплотную подойти к созданию высокочастотных приборов на основе данного материала. Одним из типов подобных приборов является полевой транзистор с затвором в виде диода Шоттки — MESFET. Для качественной работы MESFET необходимо, чтобы отсутствовало шунтирование запертого канала. Этого требует использование подложек с большим удельным сопротивлением (полуизолирующие подложки) [1]. Однако процесс получения подложек затруднен даже для хорошо изученных полупроводников, таких как, например, GaAs. Полуизолирующие подложки SiC в настоящее время отсутствуют.

Одним из возможных решений данной задачи является гетероэпитаксия SiC на высокорезистивных подложках из других полупроводниковых материалов. Для успешной реализации потенциальных возможностей SiC подобная подложка должна, во-первых, соответствовать SiC по параметрам решетки и температурному коэффициенту линейного расширения и, во-вторых, быть не менее термостабильной, чем карбид кремния. Этим требованиям удовлетворяет система AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Так, ранее подобная система использовалась при выращивании слоев SiC методом газотранспортной эпитаксии [2] и молекулярно-лучевой эпитаксии [3]. Настоящая работа посвящена получению эпитаксиальных слоев SiC методом реактивного магнетронного распыления (РМР) на основе подложек Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> со слоем AlN.

Эпитаксиальные слои AlN зарекомендовала себя в качестве слоев, согласующих материал подложки и слоя. Так, использование подслоя AlN при эпитаксии GaN на  $Al_2O_3$  явилось одним из решающих факторов, позволивших получить эффективный светодиод, излучающий в УФ диапазоне.

При выращивании эпитаксиальных пленок AlN использовался горизонтальный реактор проточного типа, помещенный в многозонную печь резистивного нагрева. Конструкция реактора позволяла последовательно осуществить: хлорирование металлического алюминия хлористым водородом (зона источника), смешивание газообразных хлоридов и аммиака, осаждение AlN на подложках (зона осаждения). В отличие от применявшегося ранее хлорирования расплавленного алюминия [4,5] проводилось хлорирование при температуре ниже точки плавления. Это позволило, во-первых, решить проблему контейнера для алюминия и, во-вторых, существенно повысить воспроизводимость процесса. Последнее достигалось в результате создания условий для образования газообразного трихлорида алюминия в отличие от моноклорида алюминия, получающегося при высокотемпературном хлорировании [6].

Ранее было показано, что в хлоридно-гидридной системе наряду с гетерогенным процессом роста слоя нитрида алюминия происходит образование частиц AlN в газовой фазе [7,8]. Этот эффект существенно снижает однородность слоев и ухудшает их структуру. Подробное исследование влияния основных технологических параметров на интенсивность образования частиц AlN в газовой фазе позволило разработать режимы, при которых этот процесс полностью подавлялся [9].

Проведение процесса роста в разработанных режимах позволило получать с хорошей воспроизводимостью слои (0001)AlN на подложках (0001) $\alpha$ - $Al_2O_3$ . При росте в оптимальных режимах поверхность слоя зеркально-гладкая, высота неровностей не превышает 0.2 мкм при толщине слоя 5 мкм. Рентгеновский анализ полученных слоев показал, что слои имеют блочный характер, размеры отдельных блоков составляют 1000–2000 Å, а величины относительный деформаций  $\Delta d/d \sim 4.1 \cdot 10^{-4} - 1.1 \cdot 10^{-3}$ . Исследование образцов AlN/ $Al_2O_3$  методами электронной оже-спектроскопии показало наличие примеси кислорода, содержание которого в объеме материала изменялось от образца к образцу в диапазоне 0.3–5 ат%.

### Получение эпитаксиальных слоев SiC методом реактивного магнетронного распыления

Методы получения слоев металлов, полупроводников и диэлектриков, использующие распыление соответствующих материалов ионной бомбардировкой, приобретают все более широкое применение. Так, методом РМР на основе подложек 6H-SiC удалось получить стехиометрические слои карбида кремния *n*-типа проводимости [10].

В настоящей работе использовались две магнетронные системы, созданные на основе стандартных базовых установок. Вакуумные камеры откачивались с помощью ротационного и диффузионных насосов.

Стартовый вакуум составлял  $10^{-4}$  Па. В камерах могло размещаться от одного до трех лабораторных планарных магнетронов с диаметром мишени 55 мм. Магнетроны имели электромагниты, позволявшие регулировать магнитное поле в разрядном промежутке от 0 до 50 мТл. Выбор величины магнитного поля дал возможность изменять величину напряжения, поддерживающего разряд и ток разряда, независимым образом в интервале 30% от ее значения. От этих параметров зависели энергия распыленных частиц и скорость распыления соответственно. Постоянное анодное напряжение могло регулироваться в интервале от 200 до 600 В, а ток разряда — от 10 до 60 мА. Держатель образца был электрически изолирован, что давало возможность подавать на него напряжение смещения относительно потенциала катода (мишени) как отрицательное, так и положительное.

Слои SiC получались распылением кремниевой мишени в атмосфере аргона и метана, углеродной мишени в смеси аргона и силана и мишени из SiC в атмосфере аргона с добавлением 1% силана. Лучшие результаты были получены в последнем случае. Суммарное давление газов составляло 1 Па. Распыление осуществлялось напряжением 380 В при токе 20 мА.

### Электрофизические характеристики полученных слоев SiC

Полученные эпитаксиальные слои имели хорошую адгезию к поверхности AlN. На рис. 1 представлена зависимость сопротивления полученных слоев SiC при 300 К от температуры роста. Как видно из рисунка, сопротивление слоев, полученных при низких температурах (низкотемпературные слои), было на 7 порядков выше, чем у слоев, выращенных при высоких температурах (высокотемпературные слои).

Проводимость высокотемпературных слоев увеличивалась при нагреве образца с энергией активации 0.025 эВ (рис. 2), что указывало на полупроводниковый характер проводимости. Отметим, что энергия ионизации основного мелкого донора (азота) в сильно легированном 6H-SiC составляет 0.1 эВ [11]. В то же время в сильно легированном SiC ( $N_d - N_a > 10^{18}$  см<sup>3</sup>) были обнаружены донорные уровни, очевидно, дефектной природы, энергии ионизации которых составляют 0.03–0.04 эВ [12].

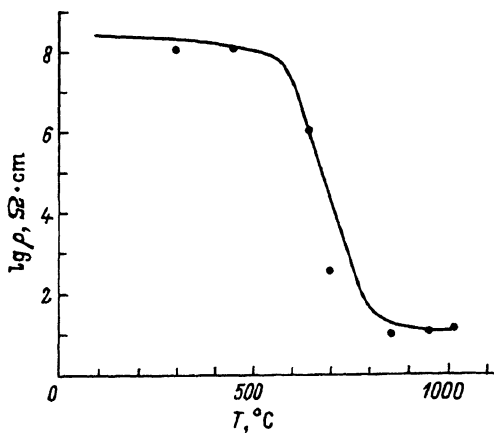


Рис. 1. Зависимость удельного сопротивления полученных слоев SiC от температуры роста.

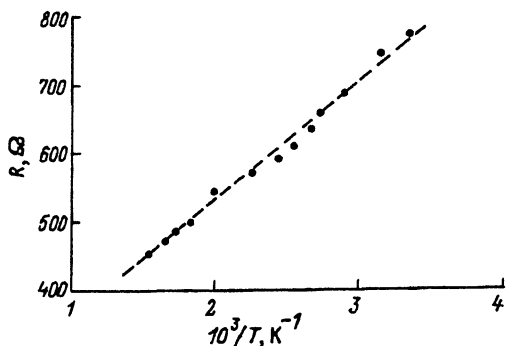


Рис. 2. Температурная зависимость сопротивления пленки SiC, полученной методом PMP при  $T \sim 600$  K.

Низкотемпературные слои при комнатной температуре были практически изолирующими. Их сопротивление оставалось постоянным до температур  $500^\circ\text{C}$ , а затем необратимо уменьшалось приблизительно в соответствии с зависимостью, представленной на рис. 1. Возможно, что это было связано с изменением кристаллической структуры полученных слоев. Очевидно, что данные изменения происходили как в случае увеличения температуры подложки в процессе роста, так и при температурной обработке уже выращенных пленок.

Попытки получить барьерный контакт к поверхности полученных слоев оказались неудачными. Напыление различных металлов (Al, Au, Mo), а также присоединение металлического зонда давали нелинейный омический контакт. Подобная ситуация может иметь место в случае сильно легированного SiC ( $\sim 10^{20} \text{ см}^3$ ).

В целом наши результаты были близки к результатам исследования эпитаксиальных пленок SiC, полученных в сходных технологических условиях на основе керамических подложек [13]. Авторы [13] пришли к выводу, что полученные пленки SiC имеют поликристаллическую структуру и проводимость пленки определяется проводимостью граничных участков между отдельными монокристаллическими зернами. Авторы также указывали на возможность применения подобных пленок карбида кремния в качестве терморезисторов. Мы считаем, что полученные пленки SiC в основном имеют поликристаллический характер, а их низкое сопротивление обусловлено высокой концентрацией дефектов, образующих мелкие донорные уровни. В таком случае оптимизация технологических условий роста может позволить получить относительно слабо легированные пленки SiC ( $N_d - N_a \sim 10^{16} - 10^{17} \text{ см}^3$ ), пригодные для создания приборных структур. Подобная задача была нами ранее решена при выращивании слоев карбида кремния методом PMP на основе подложек SiC [10].

### Заключение

В результате проделанной работы методом магнетронного распыления удалось получить пленки SiC на подложках AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Данные пленки обладали хорошей адгезией к поверхности подложки и низким удельным сопротивлением. Дальнейшее совершенствование параметров роста (а также и материала подложки), возможно, позволит получить методом PMP качественные слои SiC на основе высокорезистивных подложек.

Авторы благодарят Ю.В.Мельника (СРЕЕ ЕЕД г. С.-Петербург) за предоставление подложек  $\text{AlN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ , выращенные им в ГЭТУ (г. С.-Петербург).

Часть работы была выполнена при поддержке ES Department of Defence.

### Список литературы

- [1] *Полевые транзисторы на арсениде галлия*, под ред. Д.Д.Ли Лоренцо, Д.Д. Кандеуола (М., Радио и связь, 1988).
- [2] S. Nishino, K. Takahashi, H. Tanaka, J. Sarade. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, N 137, 63 (1994).
- [3] S. Misawa, S. Yoshida, S. Gonda. *Extens Abstracts (The 44th Autumn Meeting, 1983)* [Japan Soc. Appl. Phys., 27, p-4-A-11].
- [4] W.M. Yim, E.J. Zanzucchi, J.I. Pankowe, M. Ettenberg, S.L. Gilbert. *J. Appl. Phys.*, 44, 296 (1973).
- [5] M.P. Callaghan, E. Patterson, B.P. Richards, C.A. Wallace. *J. Cryst. Growth*, 22, 85 (1974).
- [6] И.Г. Пичугин, А.М. Царегородцев. *Изв. ЛЭТИ*, 302, 3 (1983).
- [7] A.O. Lebedev, Yu.V. Melnik, A.M. Tsaregorodtsev. *Abstracts 1th Int. Conf. on Ep. Growth* (Budapest, April 1-7, 1990), p. 116.
- [8] А.Н. Ефимов, А.О. Лебедев, Ю.В. Мельник, А.М. Царегородцев. *Тез. 8 Всесоюз. совещ. по росту кристаллов* (Харьков, 1992), с. 153.
- [9] A.O. Lebedev, Yu.V. Melnik, A.M. Tsaregorodtsev. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, N 137, 405 (1994).
- [10] Н.А. Рогачев, А.Н. Кузнецов, Е.И. Теруков, А.А. Лебедев, В.Е. Челноков. *Письма ЖТФ*, 20, 51 (1994).
- [11] G. Pensl, W.J. Choyke. *Physica B*, 185, 264 (1993).
- [12] A.O. Euwrage, S.R. Smith, N. Mitchel. *J. Appl. Phys.*, 75, 3472 (1994).
- [13] T. Nagai, K. Yamamoto, I. Kobayashi. *Thin Sol. Films*, 125, 355 (1985).

Редактор В.В. Чалдышев

## Heteroepitaxial growth of SiC epilayers on $\text{AlN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ substrates

A.F.Ioffe Physicotechnical Institute, Russian Academy of Sciences, 194021 St.Petersburg, Russia

Reactive magnetron sputtering method was employed for obtaining SiC epilayers on the base of  $\text{AlN}/\text{Al}_2\text{O}_3$  substrates. The epilayer resistance has been shown to change within seven orders of magnitude depending on the growth temperature (or the following annealing treatment), which indicate that there is possibility of the existance of amorphous-polycrystalline SiC phase transition.